

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВАЛКОВ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ВЫСОКОПРОИЗВОДИТЕЛЬНЫХ СТАНОВ ИЗ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

****Крылова С.Е., канд.техн.наук, *Клецова О.А., *Кочковская С.С.**

***ОГТИ (филиал) ОГУ, г. Орск**

****ФГБОУ ВПО «Оренбургский государственный университет»,**

г. Оренбург

lana1905@mail.ru

Проведены исследования кинетики распада переохлажденного аустенита экспериментальной стали 70Х3Г2ВТБ при непрерывном охлаждении. Изучены особенности формирования микроструктуры стали 70Х3Г2ВТБ в зависимости от режимов термической обработки. Исследована стойкость стали к разупрочнению при отпуске. Методами компьютерного моделирования спрогнозировано распределение температурных полей и напряжений на основных этапах термической обработки. Разработаны рекомендации по рационализации режимов упрочняющий термической обработки стали 70Х3Г2ВТБ.

Целью данной работы явилось исследование структурно-фазового состава и механизма упрочнения экономнолегированной инструментальной стали 70Х3Г2ВТБ для рационализации режимов термической обработки, обеспечивающих оптимальное сочетание механических и эксплуатационных свойств.

В работе [1] при помощи дилатометрии определены критические точки стали 70Х3Г25ВТБ ($A_{с1н} = 765^{\circ}\text{C}$, $A_{с1к} = 825^{\circ}\text{C}$), оптимальная температура аустенитизации (1000°C), а также построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита.

Структура стали 70Х3Г2ВТБ в литом состоянии характеризуется выраженным дендритным строением. Для уменьшения последствий неоднородного затвердевания заготовки подвергали диффузионному отжигу в интервале температур $1000 - 1200^{\circ}\text{C}$. Отжиг при указанных температурах не привел к полному устранению дендритной ликвации в стали [2], поэтому заготовки подвергали всесторонней свободной ковке с различными степенями деформации и последующему сфероидизирующему отжигу по режиму, предложенному в работе [3].

В структуре отожженной стали 70Х3Г2ВТБ наблюдаются протяженные области феррита с равновесными большеугловыми границами. Размер карбидных включений колеблется в широком интервале – от $0,5$ до $0,05$ мкм. Дифракционный анализ показывает, что большинство выделившихся частиц представляют собой смешанные карбиды хрома и железа типа Me_{23}C_6 , Me_7C_3 , Me_3C , MeC . Наблюдаются также карбиды типа Me_6C .

С целью определения оптимальных параметров закалки оценивали

влияние параметров аустенитизации на фазовый состав и процессы растворения карбидной фазы в стали 70X3Г2ВТБ.

В результате аустенитизации при 1000 °С происходит перераспределение элементов в карбидах типа Me_7C_3 , так как атомы Fe и Cr переходят в твердый раствор, вследствие чего концентрация Mo, W, Ti в карбиде Me_7C_3 возрастает.

Для исследования разупрочнения стали 70X3Г2ВТБ при отпуске были построены зависимости твердости от температуры и времени нагрева. Установлено, что в процессе отпуска при 600 °С в первые 5–7 ч происходит заметное уменьшение твердости, затем темп разупрочнения снижается.

Исследование карбидной фазы, формирующейся при отпуске, показало, что карбиды типа Me_3C и Me_7C_3 являются фазами переменного состава. При переходе температуры отпуска от 500 к 550 °С наблюдается возрастание в общем карбидном осадке количества легированного цементита, однако содержание в нем хрома и марганца увеличивается незначительно. В отличие от этого после отпуска при 600 °С в карбидном осадке резко увеличивается содержание хрома при одновременном уменьшении количества Me_3C . Это является свидетельством того, что легированный цементит $(Fe,Cr)_3C$ переходит в специальный карбид Me_7C_3 [3].

Структура стали 70X3Г2ВТБ после отпуска при 600 °С, 3 ч представлена мартенситом, однако происходит полигонизация и разбиение мартенситных кристаллов на отдельные фрагменты.

Сравнительный анализ механических и эксплуатационных свойств валковых сталей 60ХН и 45Х5МФ, применяемых в промышленности, и предлагаемой разработанной опытной марки стали 70X3Г2ВТБ показал, что ее механические свойства находятся на требуемом уровне (согласно ОСТ 24.013.04-83). По прочности опытная сталь не уступает стали 60ХН, а по ударной вязкости и изностойкости превосходит сталь 45Х5МФ.

Проводили моделирование в программной среде ANSYS температурного и напряженного состояний при термической обработке валков горячей прокатки из стали 70X3Г2ВТБ диаметром 600 мм.

Анализ тепловых полей показывает, что на стадии предварительной и окончательной термической обработки распределение температур при нагреве в валках равномерное. Температурный градиент по сечению составляет не более 30–50 °С.

Расчеты напряжений показывают, что при охлаждении от температуры отжига 800 °С максимальные осевые напряжения возникают через 1 мин после начала охлаждения. На поверхности вала в данный период времени осевые напряжения растягивающие, а на оси – сжимающие и составляют около 140–180 МПа. По мере охлаждения вала до температуры перлитной зоны 610–680 °С напряжения изменяют свой знак, их уровень снижается и составляет около 40 МПа на поверхности и –100 МПа на оси.

При закалке в масле от 1000 °С максимальные растягивающие напряжения, достигающие 600 МПа, возникают на расстоянии от поверхности, приблизительно равной одной трети радиуса валка, температура в этой области составляет 400 °С. На оси валка в этот момент максимальные растягивающие напряжения составляют всего 40 МПа, а температура около 400 °С. Максимальные сжимающие напряжения (780 МПа) возникают на охлажденной приблизительно до 100 °С поверхности валка.

Распределение по сечению бочки валка радиальных, осевых и тангенциальных напряжений после отпуска показало, что наиболее опасными являются осевые напряжения, уровень которых выше, чем радиальных и окружных. Максимальные растягивающие радиальные напряжения вблизи срединного сечения достигают 20 МПа, а на оси снижаются до нуля.

Осевые напряжения изменяются в этой области от +53 на оси до –28 МПа на поверхности, а окружные – от +25 до –16 МПа. Вблизи шеек на всех трех эпюрах имеются зоны краевого эффекта с повышенным уровнем напряжений. Наиболее опасные с точки зрения хрупкой прочности растягивающие напряжения в этой зоне составляют 46; 64 и 50 МПа.

Таким образом, предложенный режим термической обработки стали 70X3Г2ВТБ обеспечивает требуемый уровень механических и эксплуатационных свойств и обеспечивает приемлемый уровень остаточных напряжений на всех этапах термического воздействия.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. Крылова С.Е., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А. и др. Влияние кинетики распада аустенита на формирование структуры экономно-легированной инструментальной стали // ФММ. 2013. Т. 10, № 10. С. 926-936.
2. Соколов С.О., Крылова С.Е., Трякина Н.Ю., Приймак Е.Ю. Сравнительный анализ структуры и свойств инструментальных сталей с микролегирующим комплексом в литом и кованом состояниях // II Международная научная конференция «Инновационная деятельность предприятий по исследованию разработке и получению новых материалов и сплавов»: Сб. научн. докл. Т. 2. М: Машиностроение, 2012. С. 403-414.
3. Крылова С.Е., Трякина Н.Ю., Приймак Е.Ю. и др. Рационализация параметров термической обработки стали 70X3Г2ВТБ на основе исследования фазового состава // МиТОМ. 2013. № 1. С. 19-23.